研 究

マイクロ溶着した高速度工具鋼工具*

—炭化物および酸化物の溶着効果について—

高橋 尚 郎** 西 沢 将 敏**

Micro-welded HSS Tools

—On the Welded Effects of Carbide or Oxide—

Hisao TAKAHASHI, Masatoshi NISHIZAWA

This report is designed to make the micro-welded tools under which a desired area near the cutting edge of a rake surface is welded with carbide or oxide powder by means of an electron-beam.

The results obtained are as follows:

- (1) HSS tools microwelded with TiC, TaC or WC particles have higher wear-resistance and show far longer tool life than conventional tools.
- (2) The formation of softened zone of tool caused by the heat generated in the welding process may disappear through a proper heat-treatment, which increases the tool life.

1. ま え が き

一般に、高速度工具鋼では鉄成分を基質とし、含有する炭化物量が超硬合金などに比して、いちじるしく少ないため、じん性にすぐれてはいるものの、高温の耐摩耗性に乏しく、超硬合金工具のような高速切削が不可能である。この点に対して従来、各種の表面処理法^{1),2),3)}が試みられているが、刃先を含む工具全面の処理がほとんどで、処理温度、処理材料、雰囲気などの制約から、処理層の厚さが薄く、また、残留応力やかたさに起因するもろさのために、はく離、欠け、割れ、チッピングなどが起こり高速度工具鋼特有のじん性が失われ、比較的使用寿命向上は少なかった。

筆者らは、高速度工具鋼工具のすくい面摩耗の生成機構⁴⁾をX線微小分析と光学顕微鏡を併用して微視的に追求し、2段すくい角⁵⁾などによる工具寿命の延長方法を研究してきた。その結果、工具材組織中に分布する金属および非金属化合物が、基質の軟化や変形を防ぎ、すくい面の摩耗を妨げるのに有効であることを確認するとともに、人為的に金属および非金属化合物を、工具の摩耗しやすいクレータ中心付近に、あらかじめ密集して植え込む (impregnate) と、じん性を損わずに耐摩耗性を改善できるとの知見を得た。

すなわち、電子ビームの点熱源を利用して、炭化物お

よび酸化物を、刃先から送りの 1~3 倍離れたすくい面の局部に微小溶着 (以下マイクロ溶着と呼ぶ) し、以下に述べるように工具寿命の飛躍的な向上をみた。

なお、本研究と同じ目的で、熱源を異にした A.O. Schmidt の報告⁶⁾があるが、その寿命向上効果は比較的低率であった。

2. マイクロ溶着工具の作成

2.1 マイクロ溶着加工の特色

上述のとおり、本加工方法は、基本的には電子ビーム溶接であるから、金属および非金属化合物を工具にマイクロ溶着する場合、一般に知られる電子ビーム溶接法のつぎのような利点がある。

- (1) 溶着速度が速く、加熱冷却が瞬時に行なわれるため熱影響、溶着ひずみともに少なく、溶着強度が高い。
- (2) 真空中で溶着するため、酸化、窒化などの汚染が避けられる。
- (3) ビーム照射位置精度が高く、所要局部にスポットを制御でき、複雑な輪かくに沿う溶着も可能である。
- (4) ビームの太さを最小 10μ 程度まで絞ることができ、スポットへの集中エネルギーが他のエネルギー源に比して高いため、高融点化合物およびその合金など広範囲の材料を溶着することができる。

2.2 試験バイトの作成方法

マイクロ溶着に使用した炭化物および酸化物は、表 1 に示す化学成分と粒子直径の超硬合金、サーメットおよびセラミックスの製造に用いられる原料粉末である。電

*原稿受付 昭和46年3月26日。昭和45年度精機学会秋季大会学術講演会 (昭和45年10月6日) にて発表。

**正 会 員 日本高周波鋼業 (株) (東京都品川区 東五反田 2-16-8)

表 1 炭化物, 酸化物

粒子材種 記 号	炭 素 成 分 (%)		平均粒径 (μ)
	Total Carbon	Free Carbon	
WC	6.13	0.04	150.0
TiC	19.35	0.45	45.5
TaC	6.21	0.07	4.37
Al ₂ O ₃	混合比	Al ₂ O ₃ 8 WC 77 Co 15	1.0

表 2 工具材料

工具材種 記 号	化 学 成 分 (wt %)						かたさ (HRC)
	C	Cr	W	Mo	V	Co	
SKH 4A	0.78	4.07	18.01	0.29	1.31	9.33	66.2
SKH 5	0.35	4.09	20.17	0.76	1.48	19.02	65.7
SKH 10	1.53	4.06	11.47	0.28	3.97	4.61	65.4
SKH 55	0.95	4.25	6.08	5.41	1.98	5.08	65.5
SKH 57	1.23	4.13	9.98	3.72	3.48	9.63	65.4

図 1 粒子の散布方法

図 2 溶着後の刃先状態

子ビーム照射時の衝撃による飛散防止のため、炭化物はできるだけあらい粉を用い、また酸化アルミニウムは、たまたま微粉しか入手できなかったため WC, Co 粉末に混合して使用した。これら原料粉末を表 2 に示す。高速度工具鋼材種で作ったスローアウェイ工具 (図 1) のすくい面刃先に約 0.5 mm 厚さに散布し、銅板上に乗せ電子ビーム溶接機 (日本電子製 JEBD-2C 型) 内に装填した。溶着条件は、加速電圧 80 kV, ビーム電流 450 μ A, ビーム直径約 100 μ , 真空度 10^{-5} Torr とし、溶着パターンは手動操作による静止パルスビームを使用し、パルス間隔は約 1 秒である。この場合、溶着位置は図 2 に示すように横切れ刃稜より 0.3~0.5 mm 離し、切れ刃と平行に 2 列の間歇溶着を行ない、溶着部が工具すくい面へ切りくずの接触面内に十分含まれるように制御した。その結果を図 3 の写真に示すが、すくい面には散布した原料粒子が溶け合ってきた直径 0.5~1.0 mm の大きな塊状粒子がみられ、炭化物溶着の場合、その周辺

図 3 溶着工具の外観

に菊花状のあらい溶着形態を形成している。したがって、平滑な溶着面を得るためには、粒子を工具すくい面上にあらかじめなんらかの方法で固定して、ビーム衝撃による飛散を防止し、かつビーム直径を絞って溶融域の拡大を押えることが必要である。

なお、切削実験に使用した溶着工具は、GC 80J の研削砥石で $H_{\max} 8 \mu$ に仕上研削ののち試験した。

3. 溶着部の特性と切削性能に関する実験方法および条件

炭化物および酸化物の溶着特性を明らかにするために、溶着部を含む工具の垂直断面を切り出し、この面をあらかじめ、0.5 μ 粒径のダイヤモンドペーストを塗布した研磨布で鏡面仕上を行なったのち、5% ピクリン酸アルコール溶液および赤血塩カリ溶液を用いて腐食し、顕微鏡組織を調べた。また、溶着部の化学成分を調べるため、EPMA (日本電子製 JXA-3 型) を用いて X 線微小分析を行ない、組織との対比を行なった。さらに、溶着部の高温かたさと溶着時の熱影響による工具かたさの変化を、微小硬さ計 (日本光学工業製 HT 5 型, 大洋テスター製 M II 型) で調べた。

切削実験は、まず予備溶着実験で作成したタングステン炭化物の溶着工具 SKH 55 と溶着しない通常工具について行なった。実験に用いた旋盤は、品川精機製 15 kW 無段変速装置つきで、被削材 S 45C (焼ならし H_b 230, 180 mm ϕ $\times$ 700 mm) を、切削速度 20~60 m/min, 送り

0.2, 0.4 mm/rev, 切込み 1.5 mm の条件下で乾式切削し, 工具寿命を比較検討した。つぎに, 各種原料粒子による溶着工具の寿命を比較するため, 同一旋盤と被削材を用いて, 切削速度 50 m/min, 送り 0.2 mm/rev, 切込み 1.5 mm の条件で乾式切削を行なった。

なお, 工具寿命の判定基準は, いずれも切削が不可能となるまでの完全寿命を用いた。

4. 実験結果と考察

4.1 溶着部の特性

4.1.1 顕微鏡組織

金属顕微鏡で溶着部断面を観察すると, 図 4 に示すようにいずれも溶着部は, 工具面下に半球状プールとして形成される。その組織構造を観察すると, 同図のように粉末粒子の種類により三つの形態に分類されることがわかった。第1のタイプは, 炭化物粒子が単独あるいは相互に溶け合い塊状化して溶着しているものである。図 5 および図 6 は, TiC の溶着部の顕微鏡組織と X 線微小分析の結果を示すが, 溶着部には TiC の塊状粒子と分散

した細かい粒子がみられる。一方, 基質は, 工具母材が溶融ののち, 凝固してできた共晶組織を示し, 溶着部—工具境界の粗大化した結晶粒に引続き, この粒の上にさらにやや不均質核生成によってできた樹枝状組織 (dendritic structure) が形成されている。また, 図 6 の線分析結果に見るように, TiC の溶着により相対的に W, Cr, Fe は減少し (W, Cr, Fe)₆C 炭化物の析出が少なく, これら合金元素は, 基質に固溶し濃縮されるため, 通常工具では見られない高合金となっている。以上のことから, タイプ 1 で示される溶着部の形成は, 炭化物のうちでも融点が高く, かつ工具母材に対し固溶度の低い MC 形炭化物形成能力の大きい Ti, Ta の炭化物を溶着した場合に多く観察される。これに対し, 第2のタイプは, WC の溶着の場合に多く観察され, 図 7 の (a), (b) にその例を示す。それぞれ, (a) には赤血塩カリ溶液で着色しない WC 粒子と着色した M₆C の形成が, (b) には基質の共晶組織に析出混在した少量の微細な M₆C がみられる。すなわち, ビーム照射により WC の一部は, TiC, TaC の場合と同様に未溶解の MC 形炭化物として固定されるが, 大半は溶融した工具母材中に溶け込んで, Fe, Cr, Mo などとともに共晶合金を形成している。したがって溶着部の基質は, タイプ 1 の場合と異なり, 合金元素を大量に固溶した微細なセル樹枝状組織 (cellular dendritic structure) である。第3のタイプ

図 4 代表的溶着形態の模型図

腐食液—5% ピクリン酸アルコール溶液
図 5 TiC の溶着状況を示す顕微鏡写真

XMA 加速電圧: 20 kV,
試料電流: $1.7 \times 10^{-7} \mu A$
図 6 TiC 溶着部—工具の元素濃度分布
(工具材料: SKH4A)

(a) WC の集合組織
黒色粒子は M_6C
を示す

(b) セル樹枝状組織に混在した
微細な M_6C の形成 (レプリカ法)

腐食液—赤血塩カリ溶液

図 7 WC の溶着状況を示す顕微鏡写真

は, Al_2O_3 とこれに WC, Co 粉末を混合して溶着した場合に観察される。溶着部の断面組織観察から, Al_2O_3 が単独には固定されず, 外周に一部が付着しているにすぎない。このことから Al_2O_3 粉末の大半が, ビームにより帯電し, 微粉であるため飛散したことがわかる。この結果, 溶着部の組織は, WC の Co への固溶と, その固溶体の母材への溶け込みにより, タイプ 2 の基質に類似しているが, それよりは粗大な樹枝状組織となる。

以上いずれの場合も, 溶着部には気孔や割れおよび新たな酸化物や窒化物の生成などの欠陥を認めず, 緻密な組織である。

4.1.2 かたさ

溶着固定された炭化物粒子のかたさは, Hv 1300 以上で高いにもかかわらず, 共晶組織の基質のかたさは Hv 700 ないし 900 で, 工具母材 平均かたさ Hv 930 よりも低い。この理由と溶着部の高温耐摩耗性がはたして向上しているかが疑問に思われたので, 前述の各溶着形態のそれぞれ代表例について, 真空炉中における高温かたさを高温微小硬度計により, 荷重 300 g で測定した。その結果を図 8 に示す。通常工具 (材種 SKH 4 A) の高温かたさは $600^{\circ}C$ において Hv 約 620 で, これを越えると急な低下を示すが, タイプ 1 の溶着部では曲線 2, 3 のように十分なかたさをもち, たとえば TiC の凝集が多い溶着部では $600^{\circ}C$ でも Hv 1080 と通常工具の常温かたさより高い。一方, タイプ 3 の $Al_2O_3 + WC + Co$ 溶着部について, 常温から $400^{\circ}C$ までのかたさは, 通常工具よりも低いが, $500^{\circ}C$ を越えると Co に溶けた WC の焼もどし 2 次硬化により, この関係が逆転し, $600^{\circ}C$ 以上では通常工具より Hv 100 以上高くなり, タイプ 2 の WC 溶着時のかたさ曲線に類似してくる。このような高温かたさの挙動から, 溶着部の高温における耐摩耗性

図 8 各種溶着部の高温かたさ

は, 通常工具よりもすぐれるものと考えられる。

つぎに, 溶着効果と熱影響を調べるため, WC 粒子を溶着した工具断面のかたさ分布を測定したところ, 図 9 の曲線 (a) のように, 溶着部と工具母材の境界層 (図中の A) およびこの境よりさらに工具内部へ $200 \sim 400 \mu$ はいった部分 (図中の B) に, それぞれかたさの低下した軟化層がみられる。これは, 図 10 の XY 断面写真に示す顕微鏡組織と対比されるように, 軟化層 A は, 基質へ合金元素が固溶して生じたオーステナイト組織であり, 軟化層 B は, 母材中へビームの熱エネルギーが伝播して起こった焼もどし過剰によるソルバイト組織である。そこで, この二つの軟化層を解消すれば, 溶着工具は正常組織を復元し, 安定した切削性能を示すであろうと考え種々の熱処理を試みた。(1)図 9, 曲線 (a) の溶着工具に対し, 再焼もどしを $560^{\circ}C$ で 60 分間保持したのち空冷したところ, 曲線 (b) に示すように溶着部および軟化層 A は, 2 次硬化により, もとの母材かたさよりも Hv 100~200 増した。しかし軟化層 B では, 再焼もどしによる軟化がさらに進み, Hv 720 まで低下した。つぎに, (2)軟化層 B を解消するには, 焼入ままの工具にマイクロ溶着して焼もどし回数を減じるのが有効で, その結果, 同図曲線 (c) に示すかたさ分布を得た。これによると工具母材内部は, 溶着時の熱エネルギーの伝播により適度に焼もどしを受け, 曲線 (a), (b) に比し軟化層 A, B は, ほぼ解消されている。つぎに, この工具にさらに正規の焼もどし (温度 $560^{\circ}C$, 保持時間 60 分, 繰返し 3

図9 各種熱処理を施した溶着工具のかたさ変化 (工具 SKH 4 A, 炭化物 WC)

回)を加えて、工具全体の均質化と安定をはかった結果、曲線(d)に示すように、軟化層を完全に解消して望ましいかたさ分布と組織を得ることができた。このようにして得たマイクロ溶着工具(以下改良溶着工具と呼ぶ)を用いて、被削材 S 45C を切削条件、切削速度 50 m/min, 送り 0.2 mm/rev, 切込み 1.5 mm で切削した結果、図 12 中の●印で示すとおり各工具材種をとわず安定した長寿命を得た。

4.2 工具寿命

図 11 は、材種 SKH 55 を用い正規熱処理後、研削完了したすくい面に WC を溶着した工具と、同一材種通常工具との寿命を、 $V-T$ 線図で比較したものである。送り 0.2, 0.4 mm/rev のいずれの場合についても溶着工具の寿命が長く、すぐれている。図中、両工具の線図の傾き、すなわち指数の n 値からわかるように、溶着工具の寿命増加は、切削速度が高いほど大きいことを示す。このことは、WC の溶着をすくい面にだけ施したため、高速側で溶着効果が顕著に現われ、クレータ摩耗が減少していることを意味している。

つぎに、各原料粉末と工具材種の組合せについて、前記と同一被削材 S 45C, 切削速度 50 m/min, 送り 0.2 mm/rev, 切込み 1.5 mm を一定として、工具寿命を比較した結果を図 12 に示す。すなわち、溶着工具の寿命増加は、合金元素量が少なく、比較的安価な工具材種

工具材料 SKH 55, 腐食液—5% ピクリン酸アルコール溶液
図 10 WC 溶着部—工具間の組織変化を示す顕微鏡写真

被削材 S 45 C, 切込み 1.5 mm, 切削油なし, 工具形状 $-5^\circ, 15^\circ, 5^\circ, 5^\circ, 15^\circ, 15^\circ, 0.8$ mm, 工具材料 SKH 55
図 11 WC 溶着工具の寿命線図

SKH 10, SKH 55 に対して、TiC, TaC, WC を溶着した場合にすぐれた結果が得られ、たとえば工具材種 SKH 55 では、通常工具に比しそれぞれ TiC の溶着で約 26 倍、TaC で約 22 倍、WC で約 18 倍に達する。しかし、

被削材 S 45 C, 切削速度 50 m/min, 送り 0.2 mm/rev, 切込み 1.5 mm, 切削油なし, 工具形状 -5° , 15° , 5° , 5° , 15° , 15° , 0.8 mm

図 12 各種溶着工具の工具寿命の比較

$\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{WC} + \text{Co}$ の溶着効果は炭化物のそれに比べて劣り, SKH 55 のもっともよい場合でも約 2 倍である. この理由は, 前述したように Al_2O_3 の固定が十分でなく, 組織も軟質の粗大樹枝状共晶でかつ高温かたさが 600°C を越えないと通常工具よりすぐれない欠陥から, 上述の切削条件下では十分な効果が得られなかったものと判断される. なお, 寿命増加からみて, 溶着効果の少ない工具材種 SKH 4 A, SKH 5 についても 4.1.2 で述べたように, 改良溶着工具を作れば通常工具の 2~3.4 倍に寿命が延長される.

5. む す び

電子ビームを利用して, 炭化物および酸化物をマイクロ溶着した高速度工具鋼工具について, その溶着部の特性と工具寿命を検討した結果を要約するとつぎのようになる.

(1) 炭化物および酸化物の溶着原料粒子は, 粗粉を用

い, 高真空中で電子ビーム溶接機により工具すくい面の所要局部にマイクロ溶着できた.

(2) マイクロ溶着法により得た溶着部は, 粉末粒子の大半と工具母材が瞬時に熔融し, 凝固して形成されたもので, その組織構造は塊状あるいは分散再析出した炭化物と, 粉末粒子を豊富に固溶した樹枝状基質からなる.

(3) 溶着部の高温かたさは, とくに炭化物溶着の場合通常工具よりも十分高く, 高温耐摩耗性にすぐれる.

(4) 溶着時の熱影響による工具母材かたさの低下は, 焼入のままマイクロ溶着したのち, 焼もどしを施すことによって解消できる.

(5) 工具すくい面に対する溶着は, クレータ摩耗を減少させ, とくに炭化物溶着の場合, 高速切削時の工具寿命を飛躍的に延長させ, 従来の表面処理法や Schmidt 法に比較してすぐれた結果を示す.

(6) 工具母材は, 合金元素量の少ない安価な材種 (たとえば SKH 55) ほど溶着効果が大きく, 工具寿命増加からみた経済的価値は大と考えられる.

終りに, 本研究を遂行するに当り, 終始ご指導を賜った山口大学工学部大草喜太雄教授, ならびにご協力いただいた日本電子工業(株)電子ビーム事業部の諸氏に厚くお礼申し上げます.

参 考 文 献

- 1)~3) たとえば, 著者不明: Life of High Speed Steel Increased by Carbide Coating, Machinery, **97**, 8-10 (1960) 336.
奥島啓式, 服部満雄, 曾我美豊, 岩田一明: 熱処理および表面処理をほどこした高速度鋼工具の切削性について, 精密機械, **28**, 2 (1962) 91.
竹山彦彦, 宮沢伸一: 超硬渗透工具の切削性能について, 機械試験所資料, **42**, 1 (1964) 1.
- 4) 大草喜太雄, 高橋尙郎: 高速度鋼工具のすくい面摩耗の観察 (第 1 報), 昭和 42 年精機学会秋季大会前刷 (1967) 43.
- 5) 大草喜太雄, 高橋尙郎: 強制拘束刃形を用いた高速度鋼工具 (第 1 報), 昭和 41 年精機学会秋季大会前刷 (1966) 137.
- 6) A.O. Schmidt: Tools and Engineering Materials with Hard, Wear-Resistant Infusions, Trans. AS ME paper No. 68-WA/prod-13, (1969) 549.